

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

• BLACK BORDERS

- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 55141526
PUBLICATION DATE : 05-11-80

APPLICATION DATE : 18-04-79
APPLICATION NUMBER : 54048374

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : SATO SUSUMU;

INT.CL. : C21D 9/46 // C22C 38/12 C22C 38/16
C22C 38/18

TITLE : PRODUCTION OF HIGH TENSION
COLD-ROLLED STEEL PLATE FOR
DEEP DRAWING

$$I \quad 0.1 \leq \frac{\%Nb}{7.75(\%C) + 6.65(0.01 - 0.03)} \leq \frac{\%Al}{\%N} \quad (\%N) < 1.1$$

$$II \quad 0.1 \leq \frac{\%Nb}{7.75(\%C) + 6.65(0.01 - 0.03)} \leq \frac{\%Al}{\%N} \quad (\%N) < 1.1$$

ABSTRACT : PURPOSE: To obtain high tension cold rolled steel plate excelling in deep drawing performance, aging resistance and curing performance for baking paint, by recrystallizing a low carbon cold rolled steel of specified composition containing C, Nb, etc. at a specified temperature, and slowly cooling at specified cooling rate.

CONSTITUTION: A low carbon cold rolled steel plate containing C, <0.01wt%; <0.2wt% Si; <1wt% Mn; 0.01~0.08wt% Al; <0.1wt% P; <0.01wt% N; and Nb in the range defined by the formula I when the reeling temperature is 600°C or more, or in the range defined by the formula II when the reeling temperature is up to 600°C; and, if necessary, one or two or more kinds selected from, for example, Ni, Cr (when two or more kinds are used, Ca, rare earth elements, B, etc., in specified amounts, totaling to 0.1% or less) is recrystallized at 900°C or less, and cooled down to 400°C at a cooling rate of 50°C/sec or less or at a cooling rate of 50°C/sec or more, and then slowly cooled from 400~200°C at a rate of 10°C/sec or less. Thus, the captioned cold rolled steel plate suited to steel plate for use in automobile having a high strength may be obtained.

COPYRIGHT: (C)1980,JPO&Japio

⑬ 日本国特許庁 (JP)

⑭ 特許出願公開

⑯ 公開特許公報 (A)

昭55—141526

① Int. Cl.³
C 21 D 9/46
C 22 C 38/12
38/16
38/18

識別記号
C B A
C B A
C B A

庁内整理番号
7141—4K
6339—4K

③ 公開 昭和55年(1980)11月5日

発明の数 1
審査請求 未請求

(全 13 頁)

④ 深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法

千葉市貝塚町1327—314

① 特 願 昭54—48374

② 発 明 者 佐藤進

② 出 願 昭54(1979)4月18日

市原市萩作字萩の台1311—64

② 発 明 者 田中智夫

① 出 願 人 川崎製鉄株式会社

千葉市こてはし台2丁目2—12

神戸市荻合区北本町通1丁目1番28号

② 発 明 者 橋本修

② 代 理 人 弁理士 杉村曉秀 外1名

明 細 書
1 発明の名称 深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法

2 特許請求の範囲

1. C 0.010 % 以下, Si 0.30 % 以下, Mn 1.0 % 以下, Al 0.010 ~ 0.050 %, P 0.10 % 以下, N 0.010 % 以下, Nb を下記 (1), (2) の条件の何れかにより規定される範囲内で含有し、必要に応じて Ni, Cr, Cu, Mo のなかから選ばれる何れか1種または2種以上を2種以上の場合は合計量で0.1 % 以下, Ca 0.05 % 以下, 希土類元素 0.1 % 以下, B 0.010 % 以下を含有し、微視実質的に Fe よりなる低炭素冷延鋼板を 700 °C 以下の温度で再結晶せしめた後、下記 (ハ), (ニ) に示す冷却条件の何れかにより冷却することを特徴とする深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法。
(1) 巻取温度 600 °C 以上の場合

$$0.3 \leq \% \text{Nb} / 7.75 (\% \text{C}) + 6.65 (0.33 - 0.023$$

$$\frac{\% \text{可溶 Al}}{\% \text{全 N}}) (\% \text{全 N}) < 1.2$$

(ロ) 巻取温度 600 °C 未満の場合

$$0.3 \leq \% \text{Nb} / 7.75 (\% \text{C}) + 6.65 (0.93 - 0.073$$

$$\frac{\% \text{可溶 Al}}{\% \text{全 N}}) (\% \text{全 N}) < 1.2$$

(ハ) 600 °C までを 50 °C/秒以下の冷却速度で冷却する。

(ニ) 600 °C までを 50 °C/秒より速い冷却速度で冷却した後、600 ~ 300 °C の間を 10 °C/秒以下の冷却速度で冷却する。

3 発明の詳細な説明

本発明は、深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法に関するものである。

近年省エネルギーの観点から自動車の軽量化が進められており、そのため強度の高い自動車用鋼板の製造技術が鋭意研究されている。このような自動車用鋼板は一般にプレス加工されるので強度ばかりでなくプレス成形性にも優れていなければ

ならない。このような目的に供する鋼板として近年フェライト相とマルテンサイト相の2相組織からなり、低降伏比で高強度を有し、かつ遅延脆性のためプレス成形性に優れたいわゆる2相組織鋼が特許を得ている。しかしながらこの2相組織鋼はその特殊の組織となすため相当の合金元素の添加を必要とするか、あるいは冷却速度を非常に速くすることが必要であるが、このため製造コストが高騰したり、あるいは{111}方位のフェライト粒を十分に発達させることができず、r値が低くなるという欠点があった。

前記2相組織の高強度鋼板以外にPやNを添加して高強度化する方法、あるいはリムド鋼に対しオープン焼鈍を施して遅延脆性転移温度を行ない、プレス加工後焼付電鍍時における遅延脆化現象を利用して高強度化を図る方法なども考えられるが、これらの方法はどれもプレス成形性、深絞り性、生産性を全面的に満足させることのできる方法ではなかった。

本発明は、前記従来方法の有する欠点を除去、

特開55-141526(2)
改善した深絞り用高強度冷延鋼板の製造方法を提供することを目的とするものであり、

C 0.010%以下、Si 0.20%以下、Mn 1.0%以下、Al 0.010~0.080%、P 0.010%以下、N 0.010%以下Nbを下記(1)の条件の何れかにより規定される範囲内で含有し、必要に応じてNi、Cr、Cu、Moのなかから選ばれる何れか1種または2種以上を2種以上の場合は合計量で0.1%以下、Co 0.05%以下、希土類元素0.1%以下、B 0.010%以下を含有し、残部実質的にFeよりなる低炭素冷延鋼板を700℃以下の温度で再結晶せしめた後、下記(1)に示す冷却条件の何れかにより冷却することを特徴とする深絞り用冷延鋼板の製造方法によつて、前記目的を達成することができる。

(1) 冷却温度400℃以上の場合

$$0.3 \leq \%Nb / 7.75(\%C) + 4.65(0.25 - 0.025 \frac{\%可溶Al}{\%全N})$$

$$(\%全N) < 1.2$$

(2) 冷却温度400℃未満の場合

$$0.3 \leq \%Nb / 7.75(\%C) + 4.65(0.25 - 0.025 \frac{\%可溶Al}{\%全N})$$

$$(\%全N) < 1.2$$

(1) 400℃までを50℃/秒以下の冷却速度で徐冷する。

(2) 400℃までを50℃/秒より速い冷却速度で冷却した後、400~300℃の間を10℃/秒以下の冷却速度で徐冷する。

次に本発明を詳細に説明する。

本発明者等は生産性の良い連続焼鈍法による深絞り用高強度冷延鋼板の製造技術について研究し、上記冷却速度と材質との相関性を知見し、C、N、Alの含有量に応じてNbを連続焼鈍後耐時効性に支障のない範囲内で鋼板中に固溶し、Nが残留する程度に添加し、これによりプレス加工-焼付電鍍後の遅延脆化現象を利用して、さらに高強度化を図ることができることを所見に知見して、本発明を完成した。

次に本発明を実施例グラフについて説明する。

第1表に示す成分組成を有する鋼板をJ.J. 鋼板

鋼に焼間延焼後高温再結晶(470℃で再結晶)と低温再結晶(325℃で再結晶)とを行なった。

第 1 表

鋼	化 学 組 成 (wt%)									Nb C+N (原子比)	Z		mol Al N ¹
	C	Si	Mn	P	S	mol Al ²	N	O	Nb		高温処理	低温処理	
N1	0.005	0.011	0.15	0.007	0.007	0.030	0.0047	0.0040	0.022	0.52	0.52	0.41	6.4
N2	0.008	0.009	0.15	0.007	0.010	0.021	0.0048	0.0040	0.031	0.55	0.44	0.50	4.4
N3	0.010	0.011	0.15	0.008	0.011	0.028	0.0051	0.0038	0.040	0.56	0.49	0.59	5.5
N4	0.014	0.010	0.14	0.008	0.010	0.027	0.0058	0.0036	0.045	0.59	0.50	0.55	4.7
N5	0.005	0.010	0.15	0.007	0.007	0.022	0.0042	0.0031	0.050	0.59	1.11	0.78	5.2
N6	0.005	0.010	0.15	0.008	0.010	0.025	0.0045	0.0037	0.049	0.73	1.16	0.92	5.8
N7	0.005	0.011	0.15	0.008	0.011	0.031	0.0053	0.0045	0.049	0.71	1.04	0.86	5.5
N8	0.010	0.010	0.15	0.007	0.010	0.029	0.0049	0.0045	0.078	0.70	0.96	0.76	5.9
N9	0.015	0.012	0.15	0.008	0.008	0.028	0.0061	0.0041	0.100	0.71	0.94	0.80	4.6
N10	0.005	0.010	0.15	0.007	0.009	0.027	0.0042	0.0032	0.008	0.12	0.19	0.15	6.4
N11	0.006	0.011	0.15	0.008	0.007	0.022	0.0050	0.0048	0.061	1.05	1.58	1.21	4.4
N12	0.011	0.011	0.14	0.009	0.008	0.025	0.0059	0.0042	0.150	1.20	1.66	1.29	5.1
NA1	0.006	0.010	0.15	0.008	0.006	0.012	0.0045	0.0030	0.052	0.68	1.00	0.69	2.7
NA2	0.005	0.010	0.15	0.008	0.005	0.054	0.0051	0.0034	0.051	0.70	1.32	1.18	11.0
NA3	0.007	0.010	0.15	0.007	0.004	0.028	0.0092	0.0039	0.075	0.65	1.14	0.79	8.0
NA4	0.006	0.012	0.15	0.009	0.010	0.055	0.0090	0.0045	0.074	0.70	1.59	0.98	4.11
NP1	0.005	0.010	0.15	0.047	0.009	0.022	0.0042	0.0041	0.045	0.65	1.01	0.79	5.2
NP2	0.007	0.009	0.15	0.105	0.010	0.021	0.0055	0.0045	0.059	0.66	0.99	0.77	4.0
NP3	0.007	0.011	0.15	0.145	0.008	0.025	0.0048	0.0049	0.062	0.72	1.05	0.85	4.7
C1	0.005	0.010	0.14	0.007	0.006	0.024	0.0040	0.0031	—	—	—	—	6.0
C2	0.011	0.010	0.15	0.011	0.008	0.025	0.0052	0.0039	—	—	—	—	4.4

1 7 1

次に0.7%まで冷間圧延した。図1図は焼鈍後
焼ラインのヒートサイクルを示す模式図であるが、
焼鈍条件を特徴づける因子として焼鈍温度(T_A , $^{\circ}\text{C}$)、
焼鈍時間(t_A , sec)、焼鈍温度から 400°C ま
での平均冷却速度(v_1 , $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)および 400°C
から 300°C までの平均冷却速度(v_2 , $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)を
とり、本焼鈍の焼鈍条件をこれらの諸因子を変え
て表出し、引抜き0.7%のサンプルを行なった。
この焼鈍の材質および焼付硬化性について以下に
述べる。

まずNb量は鋼中のC、N量と所望な関係があ
るので、鋼成分Nb(wt%) / [7.75C(wt%) +
4.65N(wt%)] で表す。この値は第1表の
Nb/C+N (原子比) と等価である。この値が約0.7
の鋼を $T_A = 830^{\circ}\text{C}$ 、 $t_A = 40$ sec、 $v_1 = 6.1^{\circ}\text{C}/\text{sec}$
 $v_2 = 30^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ の条件で焼鈍後の材質とC量との関
係を第2図に示す。C 0.010%以下の鋼では焼付
応力(YP)が低く伸び(E_L)、 r 値、 n 値の高い
材質のものが得られるが、C > 0.010%の鋼では
YPが高くなり、E_L、 n 値、 r 値の低下も著しく

なる。また焼付指数(AI、7.5%引抜き時の
変形応力とそれを 100°C 、30 minの焼付処理を
行なったときの焼付応力の差)は $C \leq 0.010\%$
の鋼では $3 \text{ kg}/\text{mm}^2$ 以下であり、鋼板が通常の条
件下で使用される限り耐焼付性において問題はな
い。なお高温巻取材では低温巻取材に比較して、
YPが低く、E_Lが大きく軟質化の傾向が明瞭で
あり、AIも減少する傾向にある。

図3図内は鋼板に予歪を与えた後、さらに歪を
与えたときの歪と応力との関係を示す模式図であ
り、YPは予歪を与えた時の焼付応力、 σ_y は予歪
を与えた後焼付焼鈍処理した後歪を与えた時の焼
付応力、TS'は焼鈍強さ、 $\Delta\sigma_y$ は σ_y とYPとの
差、 $\Delta\sigma_w$ は加工硬化による上昇部分、 $\Delta\sigma_A$ は純粋
に焼付による焼付応力の増分である。

$\text{Nb}(\%) / [7.75 \text{C}(\%) + 4.65 \text{N}(\%)] \geq 0.7$ の鋼を
 $T_A = 830^{\circ}\text{C}$ 、 $t_A = 40$ sec、 $v_1 = 6^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 、
 $v_2 = 30^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ で焼鈍後、1%および5%の引
抜き予歪を付加し焼付焼鈍相当処理(170°C 、30
min)を施したときの材料のTS'、 σ_y 、 $\Delta\sigma_y$ 、

$\Delta\sigma_A$ 、 $\Delta\sigma_w$ とC量との関係を第3図に示す。同図よりTS'は予歪に關係なく1~4kg/mm²程度上昇することが判る。また処理後の降伏応力 σ_y' は、 $\Delta\sigma_y$ とC量との關係から判るように処理前のYPに比較して1%予歪で約10kg/mm²、3%予歪で15~16kg/mm²位上昇する。この上昇量はC量とはほぼ無關係であるが、C 0.010%以上の鋼ではn値の低下にともない加工硬化による上昇部分($\Delta\sigma_w$)が減少する結果処理後の降伏応力の上昇量は若干減少する傾向にある。純粋に時効による降伏応力の増分($\Delta\sigma_A$)は6~8kg/mm²で、低炭素鋼の方が大きい傾向にある。これは低炭素鋼のAIが高炭素鋼のものより高いことから予想されることである。第3図の結果とも併せ考えると高炭素鋼を用いればYPの低下、EL、r値の向上等深絞り成形性には有利となる。しかし低炭素鋼のものより固溶C、N量が減少するため、時効による降伏応力の上昇度は小さくなる。

第3図、第3図図から、 $Nb(\%) / (7.73C(\%) + 6.65N(\%)) \approx 0.7$ の低炭素AL+ND鋼を用い

10

ても耐時効性が劣化するのでは本発明の目標材質を得ることは困難である。

ところでC量だけでなくN量も鋼板の材質および時効特性に歴史的な影響力を持つ。しかしアルミ+ニッケル鋼でNはCとは異なり故意に添加しない限り40~50ppm程度の範囲内にある。したがってC \leq 0.010%の低炭素アルミ+ニッケル鋼にある特定範囲でNbを添加した鋼を連続焼鈍すれば深絞り成形性、耐時効性および焼付微細化性に優れた材質のものが得られる可能性がある。そこで次にC \leq 0.010%の低炭素アルミ+ニッケル鋼に添加すべきNb量の適正範囲を検討する。

Nb量の適正添加範囲を検討する上で、

$$Nb(\%) / (7.73 \times \text{固溶C}(\%) + 6.65 \times \text{固溶N}(\%)) \approx \dots (1)$$

を1つのパラメータとすることは合理的なことを考えられる。過時効処理を施さない連続焼鈍ラインでは再結晶焼鈍後の定温までの冷却速度が速いので、CはFe₃C(あるいはこれに準ずる鉄系化合物)として析出できない。したがって(1)式の固溶C(%)とは全C量を意味する。一方Nは鋼中

12

特開昭55-141526(4)

ば、連続焼鈍法により深絞り成形性および耐時効性に優れた材質が得られ、かつ予歪付加後焼付微細化処理を施すと引張強さが1~4kg/mm²程度上昇し、降伏点は35~40kg/mm²程度となることが判つた。ただしこの場合延性および耐時効性の観点からC量が0.010%以下であることが要求される。

ところで $Nb(wt\%) / (7.73C(wt\%) + 6.65N(wt\%)) < 0.7$ の鋼を用いるならばNb炭化物の量が減少するのでC $>$ 0.010%の鋼でも軟質な鋼板が得られる可能性がある。そこで $Nb(\%) / (7.73C(\%) + 6.65N(\%)) \approx 0.7$ の鋼を $T_A = 830^\circ C$ 、 $t_A = 40 \text{ sec}$ 、 $v_1 = 6^\circ C/sec$ 、 $v_2 = 20^\circ C/sec$ で焼鈍したときの材質とC量の関係を第4図に示す。第4図図における同一C量の鋼と比較するとYPは2~3kg/mm²低下し、ELは3%程度上昇する。しかしNb量の減少は固溶C、N量を増大させることになりAIは確実に上昇し4kg/mm²以上となる。したがってC $>$ 0.010%の鋼では、Nb添加量を、少量にすることによりEL等の延性の向上は図め

11

のALとの親和力が比較的強い。このためNの一部は焼鈍条件によつてその後に残存するものの熱延板の状態でALNとして存在し、その後の焼鈍時にもほとんど溶解しないでALNとして残留し、また熱延板で固溶状態にあつたNの一部も冷間圧延後の再結晶焼鈍中にALNとして析出しうる。以後焼鈍後ALNとして存在するN量を N^A 、全N含有量を N^T と略記する。以上から(1)式は次式のようになる。

$$Nb(wt\%) / (7.73C(wt\%) + 6.65(N^T(wt\%) - N^A(wt\%))) \approx \dots (2)$$

N^A 量は焼鈍条件に大きく左右される。高炭素鋼材ではALNの析出速度の速い温度域に長く滞留するため熱延板の状態でNの多くはすでにALNとして存在する。またALNの析出後、同一熱延条件であつても鋼中のALの量にも影響をうける。そこでC \approx 0.006%で $Nb(wt\%) / (7.73C(wt\%) + 6.65N^T(wt\%)) \approx 0.7$ の鋼を $T_A = 750, 800, 850^\circ C$ 、 $t_A = 40 \text{ sec}$ 、 $v_1 = 6^\circ C/sec$ 、 $v_2 = 20^\circ C/sec$ で焼鈍したときの N^A/N^T と $30\Delta EL/N^T$ (いずれ

13

も重量比)の関係を第7図に示す。高温巻取材では $50\%AL/NT \geq 3$ ($50\%AL$ は可溶 AL を意味する)であれば NT の8割以上が ALN として固定されている。一方低温巻取材において NT の8割以上が ALN となるためには $50\%AL/NT \geq 6$ となる必要条件である。第7図の高温巻取材および低温巻取材のそれぞれの結果に注目すると、 $2 \leq 50\%AL/NT \leq 11$ の範囲に限定すれば、焼鈍強度にはほぼ無関係に N^A/NT と $50\%AL/NT$ とは比例関係にある。この関係を一次関数と仮定し最小自乗法で傾斜係数を決定した。その結果 N^A/NT と $50\%AL/NT$ との関係は高温巻取材では(3)式、低温巻取材では(4)式で表わせる。

$$N^A/NT = 0.022 \left(\frac{50\%AL}{NT} \right) + 0.73 \dots\dots (3)$$

$$N^A/NT = 0.073 \left(\frac{50\%AL}{NT} \right) + 0.07 \dots\dots (4)$$

(3)、(4)式は本報明のために用いた結晶組織の鋼を、代表的な焼鈍条件下で処理したときの分析結果を基としてのものである。したがって Nb の適

16

量 YP 、 EL に関しては $Z \leq 1.2$ であればプレス成形性に問題はない。以上の結果 $C \leq 0.010\%$ の低炭炭素アルミキルド鋼に Nb を次式で示される範囲内で添加した

$$0.2 \leq Z \leq 1.2 \dots\dots (5)$$

鋼を連続焼鈍することにより深絞り成形性、耐時効性、焼付電鍍硬化性のすべてに優れた高強度冷間延鋼板が得られる。

次に連続焼鈍における焼鈍強度が材質におよぼす影響について検討する。N7鋼($C = 0.008\%$, $Nb = 0.049\%$)を $t_A = 40 \text{ sec}$, $v_1 = 6 \text{ U/sec}$, $v_2 = 20 \text{ U/sec}$ で焼鈍したときの材質と焼鈍強度の関係を第7図に示す。900℃までは焼鈍強度が高くなるほど EL は増加し YP は低下する。 AI も900℃までは 4 kg/mm^2 以下である。900℃以上となると $Nb(C, N)$ あるいは ALN が析出しはじめるので AI は急上昇する。同時に EL , YP も劣化する。したがって連続焼鈍ラインにおける焼鈍強度は再結晶温度以上900℃以下であることが要求

16

特開昭55-141526(5)

正算加減両決定のためのパラメーターである。(2)式は高温巻取材では(5)式、低温巻取材では(4)式の如くになり、以後この値を Z とおく。

$$Z = Nb(wt\%) / \{ 7.75C(wt\%) + 6.65(0.25 -$$

$$0.022 \frac{50\%AL}{NT}) NT(wt\%) \} \dots\dots (5)$$

$$Z = Nb(wt\%) / \{ 7.75C(wt\%) + 6.65(0.25 -$$

$$0.073 \frac{50\%AL}{NT}) NT(wt\%) \} \dots\dots (6)$$

$C = 0.008\%$ および 0.010% の鋼を $T_A = 830 \text{ U}$, $t_A = 40 \text{ sec}$, $v_1 = 6 \text{ U/sec}$, $v_2 = 20 \text{ U/sec}$ で焼鈍したときの材質および焼付硬化性 (σ_y' , $\%$ 予歪)を(2)式をパラメーターとして処理したのが第6図である。 AI は C 量、熱処理条件には殆んど無関係に Z の増加とともに単純に減少する。 $Z < 0.3$ では $AI \geq 4 \text{ kg/mm}^2$ となり耐時効性に問題が生じる。一方 $Z > 1.2$ では $AI \leq 1 \text{ kg/mm}^2$ となるので、 σ_y' の結果からも利るように図8C、Nが減少しすぎてプレス後の焼付硬化量が減少となる。

17

される。

次に冷却速度、 v_1 , v_2 が材質におよぼす影響について検討する。N7鋼を用いて冷却速度と材質との関係を第7図に示す。 $v_2 = 20 \text{ U/sec}$ で $v_1 > 30 \text{ U/sec}$ では $AI > 4 \text{ kg/mm}^2$ となり EL , YP の劣化が顕著となる。これは T_A からの冷却速度が小さい方が、熱処理の状態で存在していた $Nb(C, N)$ あるいは ALN 等の析出物を核として C , N の析出が進行しやすいものと考えられる。しかし $v_2 = 8 \text{ U/sec}$ のときは $v_1 > 30 \text{ U/sec}$ でも日鋼材質が得られる。

最後に P 添加による TS 向上の効果について述べる。 $N6$, $NP1$, $NP2$, $NP3$ 鋼を $T_A = 830 \text{ U}$, $t_A = 40 \text{ sec}$, $v_1 = 6 \text{ U/sec}$, $v_2 = 20 \text{ U/sec}$ で焼鈍したときの材質と P 添加量の関係を第7図に示す。高強度巻取材で $P = 0.008\%$ の鋼では $TS = 32.5 \text{ kg/mm}^2$ であるが、 $P = 0.007\%$ の鋼では TS が 5 kg/mm^2 程度上昇する。しかし EL は $2 \sim 3\%$ 減少し、 YP は 2 kg/mm^2 程度上昇する。 P を 0.10% 以下添加することは、 YP , EL の劣化が比較的

17

・少なくてTSを向上させることができるので、高
強度鋼板として利用価値が高い。

以上の結果から総合的に判断した最善条件下で、
連続焼鈍ラインにより実際に製造した冷延鋼板の
材質ならびに焼付硬化性を第2表に示す。

第 2 表

鋼種	巻取温度 (℃)	化 学 組 成 (wt%)							Nb C + N ¹⁾ (原子比)	Z (原子比)	冷却速度 (℃/sec)		材 質												備 考
		C	Si	Mn	P	0.0044	N ²⁾	Nb			γ ₁	γ ₂	YP kgf/mm ²	TS kgf/mm ²	RA %	AI kgf/mm ²	σ _t	ε	Er %	CCV %	15 子 母	55 子 母			
A	526	0.006	0.012	0.15	0.008	0.024	0.0043	0.032	0.42	0.53	6	15	22	36	44	2.6	0.29	1.4	11.5	26.1	35	42	見明例		
B	658	0.007	0.010	0.15	0.009	0.026	0.0048	0.034	0.40	0.58	6	6	20	34	47	2.0	0.31	1.6	12.5	25.5	31	37	見明例		
C	595	0.007	0.010	0.14	0.009	0.024	0.0043	0.041	0.72	0.88	6	6	23	37	48	1.8	0.27	1.4	11.0	24.0	34	40	見明例		
D	660	0.006	0.009	0.15	0.008	0.027	0.0047	0.053	0.68	1.05	6	6	21	35	45	1.3	0.28	1.4	11.7	25.8	31	35	見明例		
E	532	0.007	0.010	0.14	0.007	0.025	0.0051	0.059	0.67	0.80	57	5	28	36	44	1.9	0.28	1.4	11.2	24.2	33	38	見明例		
F	465	0.007	0.012	0.15	0.008	0.027	0.0042	—	—	—	6	15	19	31	48	5.6	0.32	1.6	12.7	25.5	50	55	比較例		
G	520	0.007	0.011	0.15	0.041	0.025	0.0048	0.047	0.58	0.70	6	6	25	42	38	2.0	0.24	1.3	10.4	24.8	34	43	見明例		
H	532	0.006	0.010	0.48	0.009	0.024	0.0045	0.047	0.61	0.76	6	6	23	36	44	2.2	0.27	1.4	11.8	26.1	34	38	見明例		
I	520	0.006	0.012	0.16	0.008	0.027	0.0043	0.047	0.42	0.78	6	6	26	38	34	2.4	0.25	1.1	10.2	26.0	34	38	比較例		
J	526	0.007	0.102	0.15	0.007	0.022	0.0059	0.045	0.56	0.66	6	6	23	35	43	2.0	0.26	1.4	11.2	26.5	34	38	見明例		
K	510	0.007	0.205	0.15	0.009	0.029	0.0048	0.058	0.67	0.83	6	6	25	37	40	2.2	0.26	1.3	10.9	26.9	34	37	見明例		
L	515	0.006	0.240	0.16	0.010	0.026	0.0050	0.050	0.63	0.77	6	6	27	37	37	2.0	0.25	1.1	10.3	27.8	35	39	比較例		

注 1) $Z = Nb(\%) / \{ 7.75 C(\%) + 6.65 (N^2(\%) - N^1(\%)) \}$

注 2) σ_y : / あるいは / の引張子母比 170°C, 30 min の焼付硬化を施したときの降伏応力

但し第2張の鋼板A〜Jは850℃で40秒の焼
鈍後0.7%スクランベスし、板厚0.7mmとした鋼板
である。

本発明によれば、対象とする鋼の成分組成とし
て、C量はNb添加量とは無関係に0.01%以下で
なければ十分な延性と耐時効性を確保できない。
またNb添加の歩留りを高めるためにAl, Siに
よる脱酸は不可欠であり、Alは鋼中のNと結合
し耐時効性、保形性を向上させる効果を持つて
いるので $Al \geq 0.010\%$ にすることが必要である。
しかしAlを過剰に含有すると介在物の問題ある
いは結晶粒が小さくなりすぎる等の問題があるた
め $Al \leq 0.080\%$ にする必要がある。

Siを含有することは好ましいが、0.30%より
多いと第2張の実施例に示したように更鉋めつき
性を損うので、Siは0.30%以下にする必要があ
る。

Mnは1.0%より多いと第2張の実施例に示し
たように延性の劣化および更鉋めつき性が悪くな
るので、Mnは1.0%以下にする必要がある。

20

Ni, Cu, Cr, Moは耐食性ならびに材質を改
善することのできる元素であるが、これらのうち
から選ばれる何れか1種または2種以上が2種以
上の場合合計量が0.1%より多く含有されると
再結晶温度が考慮されるので0.1%以下にする
必要がある。

本発明によれば以上に述べた組成の鋼を焼間圧
延後高温巻取（巻取温度が400℃以上）あるいは
低温巻取（巻取温度が400℃以下）する。巻取、
冷間圧延後引抜き焼鈍焼鈍ラインで再結晶温度以
上900℃以下の温度範囲で焼鈍する。その後400
℃まで10℃/sec以下の平均冷却速度で冷却し400
℃から200℃までは任意の冷却速度で冷却するか、
あるいは焼鈍温度から400℃まで10℃/sec以上
の平均冷却速度で冷却する場合は400℃から200
℃までを10℃/sec以下の平均冷却速度で冷却す
る。

本発明によれば、上述の如くNb添加鋼炭ア
ルミナール鋼を連続焼鈍することにより、保形
性、耐時効性ならびに焼付塗装硬化性のJ特性に

23

特開255-141526(7)

Pは0.10%より多いと延性が劣化するので、

Pは0.10%以下にする必要がある。

Nは時効特性に大きな影響を有する元素であ
るが、アルミナール鋼では故意にNを添加しない
限り、40〜80 ppmの範囲で含有するに過ぎない。
またC原子とN原子の鋼中における挙動の類似性
からN量もC量と同程度の範囲内であれば問題は
ないと考えられる。Nは0.010%より多いと時効
性が大となるので、Nは0.010%以下にする必要
がある。

Caならびに希土類元素は鋼中の介在物を削減
するため、Bは結晶粒の粒度を調整するため用い
られる元素である。Ca、希土類元素はそれぞれ
0.03%, 0.1%より多く含有されると鋼板の延
性が劣化すると共にコストが上昇するので、Ca、
希土類元素はそれぞれ0.03%, 0.1%以下にす
ること有利である。Bは0.01%より多く含有さ
れるとBの結晶粒調整効果が飽和するばかりでな
く、逆に清浄度が悪化するので、Bは0.01%以
下にするのが有利である。

21

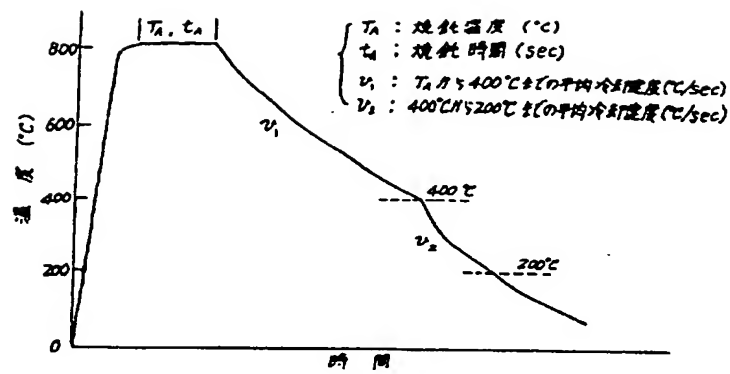
優れた高張力冷延鋼板を製造することができ。

● 図面の簡単な説明

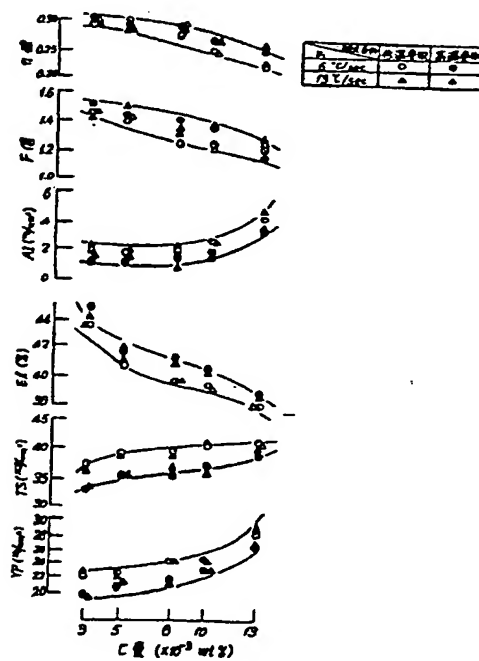
第1図は連続焼鈍ラインのヒートサイクルを
示す説明図、第2図は鋼板のC量と機械的性質と
の関係を示す図、第3図(A)はσと応力との関係を示
す模式図、第3図(B)と第4図はそれぞれ鋼板のC
量と機械的性質との関係を示す模式図、第5図は
鋼板の $100Al/N$ と $N^A(AlN$ 中のN)/ $N^T(全N)$
との関係を示す図、第6図は鋼板のNb/(C+N+
 $N^A)$ すなわちZと機械的性質との関係を示す図、
第7図は鋼板の焼鈍温度 T_A と機械的性質との関
係を示す図、第8図は鋼板の焼鈍後の冷却速度 v_c
と機械的性質との関係を示す図、第9図は鋼板の
P量と機械的性質との関係を示す図である。

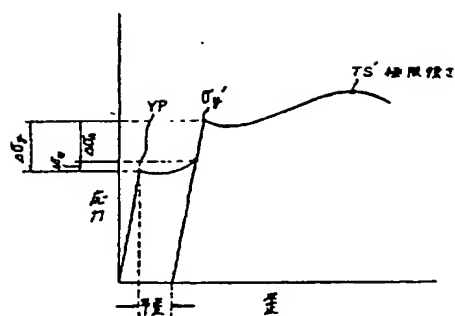
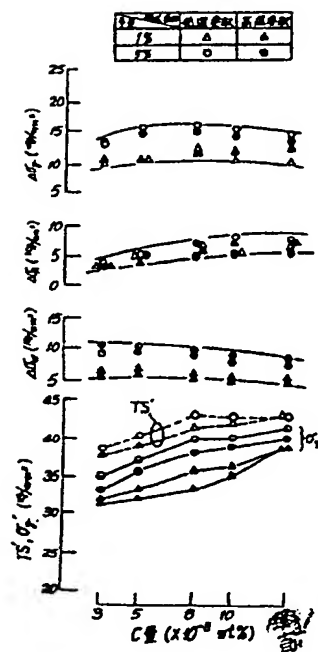
22

第1図

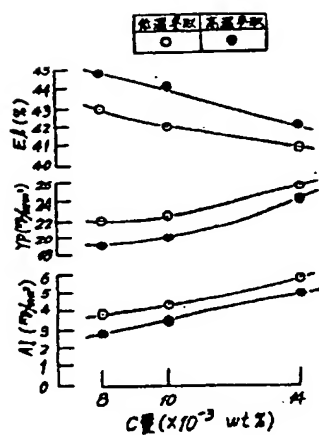


第2図

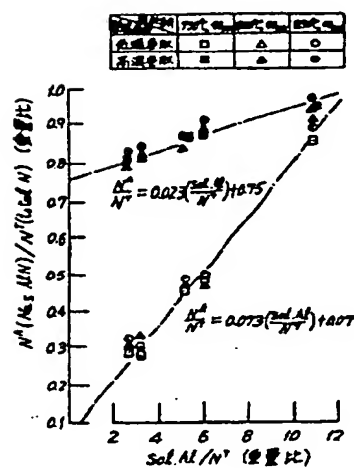


第3图
(A)第3图
(B)

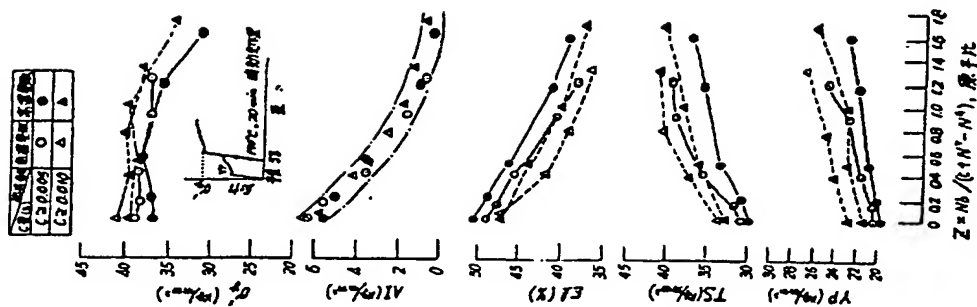
第4图



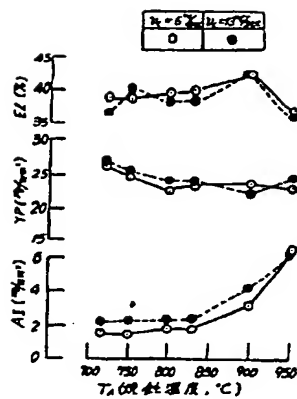
第5图



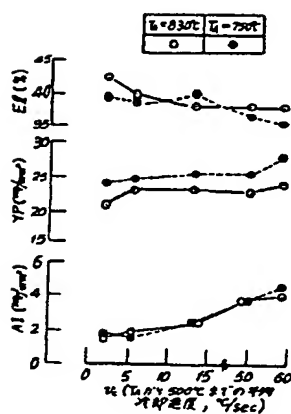
第6図



第7図



第8図



第9図



手続補正書(方式)

昭和 年 月 日

特許庁 川原 龍 殿

1. 事件の表示

昭和 年 特許 第 号

2. 発明の名称

繰り用高張力冷延鋼板の製造方法

3. 補正をする者

特許との関係 特許出願人

(188) 川崎製鉄株式会社

4. 代理人

〒100 東京都千代田区霞が関3丁目2番4号
山ビルディング7階
電話(581) 2241 番(代表)

(5925) 弁護士 杉村 暁 外 1 名

5. 補正命令の日付

昭和 年 月 日

6. 補正の対象

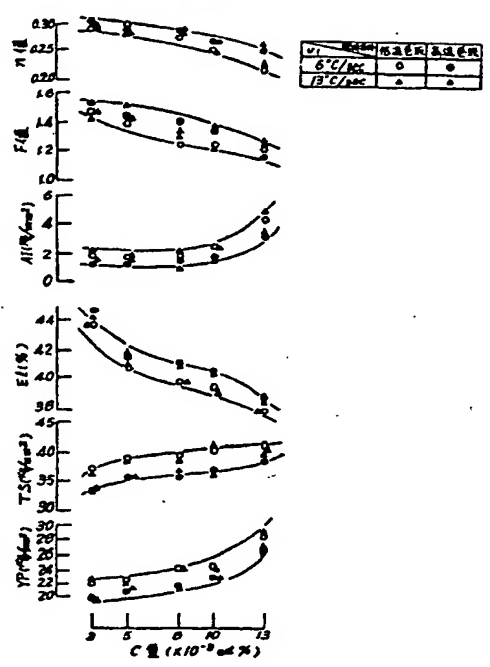
図面

7. 補正の内容 (別紙の通り)

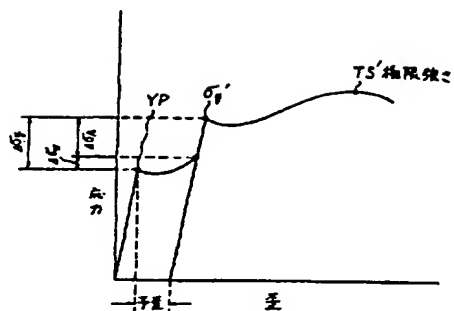
第 1 図を別紙の通り提出します



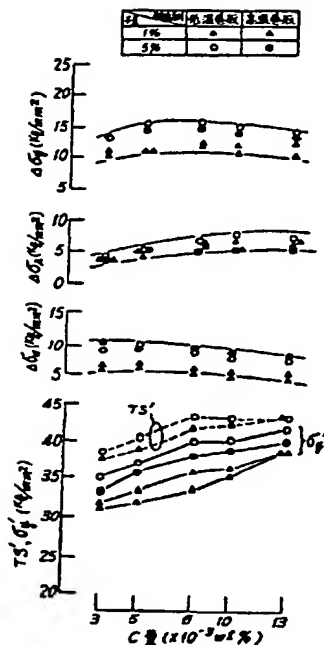
第 2 図



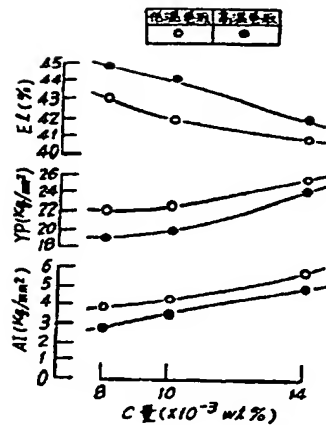
第3图
(A)



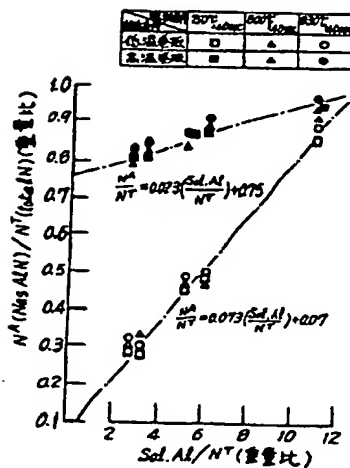
第3图
(B)



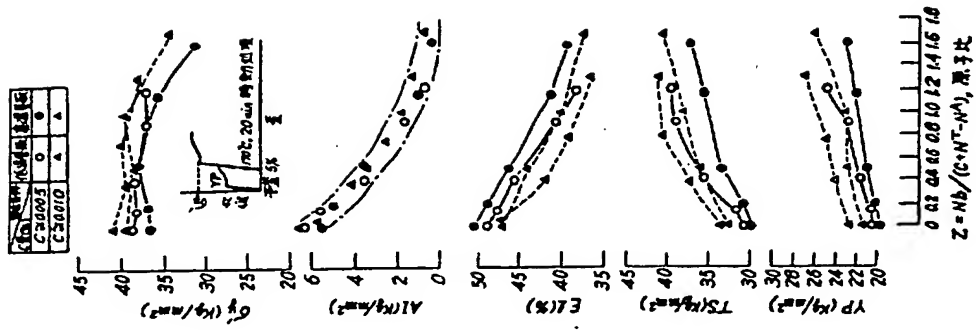
第4图



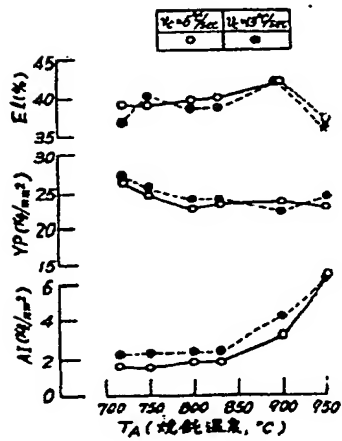
第5图



第6図



第7図



第8図

